



Etude de l'anisotropie d'endommagement de l'alliage d'aluminium 6061-T6

Y. Shen, Josselin Garnier, Lucien Allais, Jérôme Crépin, Daniel Caldemaison, Eva Heripre, J.M. Hiver, Pierre Forget

► To cite this version:

Y. Shen, Josselin Garnier, Lucien Allais, Jérôme Crépin, Daniel Caldemaison, et al.. Etude de l'anisotropie d'endommagement de l'alliage d'aluminium 6061-T6. Matériaux 2010, Oct 2010, Nantes, France. 12 p. hal-00572454

HAL Id: hal-00572454

<https://hal-mines-paristech.archives-ouvertes.fr/hal-00572454>

Submitted on 17 Mar 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Etude de l'anisotropie d'endommagement de l'alliage d'aluminium 6061-T6

Y. Shen^a, J. Garnier^a, L. Allais^a, J. Crépin^b, D. Caldemaison^c, E. Héripré^c, J.-M. Hiver^d, P. Forget^a

^a CEA/DEN/DMN/SRMA/LC2M, 91191 Gif-sur-yvette, yang.shen@cea.fr

^b Centre des Matériaux / Mines ParisTech

^c LMS / Ecole Polytechnique

^d Institut Jean Lamour / Ecole des Mines de Nancy

RESUME:

L'alliage d'aluminium 6061-T6 est retenu pour la fabrication du caisson-cœur du réacteur expérimental Jules Horowitz. Une étude de caractérisation des propriétés mécaniques en traction montre que le matériau présente une anisotropie marquée de l'allongement total liée à l'anisotropie d'endommagement. Afin d'expliquer ce phénomène, le lien entre la microstructure et le comportement mécanique est proposé dans ce travail. Une quantification des précipités grossiers qui sont à l'origine des mécanismes d'endommagement a été réalisée par analyse d'images. Une étude du comportement mécanique des précipités et de la matrice par micro-indentation montre une différence marquée de comportement entre les phases. Afin de confirmer le rôle des précipités grossiers dans les mécanismes d'endommagement, des essais de traction MEB in-situ ont été effectués. Les précipités Mg_2Si et les intermétalliques s'endommagent progressivement durant tous ces essais. En outre, une analyse post mortem après déformation par tomographie X a montré une anisotropie de répartition de cavités. Un scénario d'endommagement de coalescence anisotrope intégrant l'alignement des précipités induit par le procédé de mise en forme semble expliquer l'anisotropie d'endommagement en traction.

MOTS-CLES : aluminium 6061-T6, anisotropie, endommagement, traction, MEB in-situ

1. Introduction

L'alliage d'aluminium 6061-T6 a été retenu pour la fabrication du caisson-cœur du futur réacteur d'irradiation expérimentale RJH (Réacteur Jules Horowitz) pour sa forte transparence neutronique, sa bonne résistance à la corrosion, ses bonnes propriétés mécaniques dans la gamme de température de fonctionnement.

Au cours de sa fabrication, ce composant subit de nombreux traitements thermomécaniques (traitement d'homogénéisation, mise en forme à chaud, mise en solution, trempe, revenu). L'ensemble des étapes intermédiaires du procédé de fabrication vise à optimiser les propriétés mécaniques. Le 6061 est utilisé à l'état revenu (noté T6) ce qui lui confère un durcissement structural maximal.

Le comportement en traction montre une anisotropie marquée de l'allongement total. Une étude microstructurale du matériau a donc été entreprise afin de faire le lien entre l'anisotropie microstructurale et le comportement mécanique. Les essais de traction MEB in-situ montrent que la présence de précipités grossiers Mg_2Si et des phases intermétalliques au fer sont à l'origine de la germination des cavités et de l'endommagement. Une attention particulière a donc été portée sur la caractérisation des précipités grossiers.

2. Approche expérimentale

2.1. Matériaux

Les échantillons étudiés sont prélevés dans un démonstrateur du caisson cœur. Cette virole cylindrique en alliage d'aluminium 6061-T6 est mise en forme par forgeage libre. La composition chimique est spécifiée dans le Tableau 1.

AA6061-T6 (valeurs en poids)	Si (%)	Mg(%)	Fe(%)	Cr(%)	Cu(%)	Mn(%)	Zn(%)	Ti(%)
Min (spécification 6061)	0.4	0.8		0.04	0.15			
Max (spécification 6061)	0.8	1.2	0.7	0.35	0.4	0.15	0.25	0.15
Matériau d'étude	0,65	1,01	0,24	0,18	0,30	0,09	0,20	0,02

Tableau 1. Composition chimique du matériau d'étude et la spécification AA6061-T6.

L'alliage 6061 appartient à la série 6xxx, les éléments d'alliages principaux assurant le durcissement structural sont le Magnésium et le Silicium. Ces éléments se combinent pour former lors du revenu une fine précipitation nanométrique de « Mg_2Si ». D'autres éléments sont ajoutés à l'Al tels que Cr, Mn, Cu et Ti. Le chrome améliore la stabilité granulaire en réduisant les risques de recristallisation [1]. En effet, le chrome précipite sous forme de dispersoïdes qui bloquent le mouvement des joints de grain. Le fer est une impureté présente dans le minerai qui précipite sous forme de précipités grossiers.

Le procédé de fabrication de ce matériau comprend les étapes d'homogénéisation, de forgeage libre, de traitement de mise en solution, de trempe et de revenu. L'étape d'homogénéisation consiste à maintenir à une température élevée et pendant des temps prolongés le matériau issu de la coulée afin de réduire les gradients de concentration en solutés inhérents à la coulée (microségrégation). Au cours de l'homogénéisation, il se produit une dissolution des phases grossières présentes (Mg_2Si de coulée et amas de Si) et la transformation/globularisation des phases insolubles au fer (avec transformation $\beta \rightarrow \alpha$ [2]).

Après forgeage en gamme chaude, un traitement dit de "mise en solution" est réalisé pour remettre en solution une partie des phases grossières Mg_2Si et nanométriques formées lors des précédentes étapes.

Une compression de quelques pourcents est effectuée après la trempe à l'eau afin d'effacer les contraintes internes induites par la trempe.

Le revenu permet d'obtenir le durcissement structural. Ce durcissement est lié à l'apparition d'une précipitation dense, nanométrique et homogène, avec des formes transitoires (précipités β'' , β') de la précipitation d'équilibre Mg_2Si (β) [3]. C'est la durée et la température du revenu qui pilote le stade de la précipitation et donc principalement le niveau de caractéristiques mécaniques obtenues in fine. Ce traitement permet d'obtenir un état revenu, correspondant au maximum de durcissement [4].

Les observations métallographiques réalisées en microscopie optique (MO) montrent la présence de deux types de précipités grossiers (Figure 1a).

- Les phases noires : les analyses en microsonde EDS montrent que les phases noires (sur la figure 1a) sont riches en magnésium et silicium et présentent un ratio de composition correspondant à la formulation Mg_2Si .
- Les phases grises: les autres composés de couleur grise (sur la figure 1a) sont des précipités intermétalliques au fer (IM_Fe). Ces précipités sont de deux types, de formes et de compositions différentes [5] :
 - Phases β qui sont en forme de plaques avec une longueur de 20 μm et une épaisseur de 0,1-2 μm . La stœchiométrie de cette phase est Al_5FeSi [6].
 - Phases α cubiques qui ont une stœchiométrie $Al_{12}(Fe_xMn_{1-x})_3Si$. Trois types de phases α pourront être référencés dans cet alliage. (1) les phases α formées pendant la coulée sont rondes et ont une large variation de longueur et épaisseur. (2) Les phases α comme dispersoïdes sont formées dans la matrice d'aluminium durant l'homogénéisation. Ils sont uniformément répartis avec une taille moyenne d'environ 50-200 nm. La stœchiométrie pourrait être $Al_{12}Mn_3Si$. (3) Les phases α formées après la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ ont une taille d'environ 1 μm et se présentent comme une chaîne de particules rondes situées à l'ancien emplacement des phases β [6].

Les observations en Microscopie Electroniques à Transmission (MET) mettent en évidence deux autres types de précipités :

- Les dispersoïdes au chrome dont la taille est d'environ 500 nm (Figure 1b).
- Les Mg_2Si nanométriques (10 – 30 nm) assurant le durcissement structural (Figure 1c).

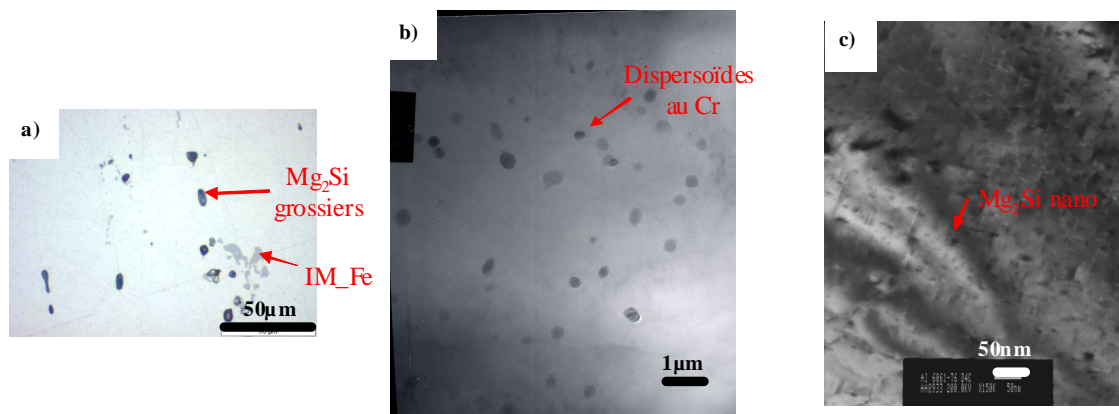


Figure 1. Microstructure à différentes échelles. a) précipités grossiers Mg_2Si et intermétalliques au fer ; b) dispersoïdes au chrome ; c) Mg_2Si nanométrique.

2.2. Démarche et méthodes expérimentales

2.2.1. Démarche

Le comportement de l'alliage a été caractérisé en traction. On note une anisotropie marquée de l'allongement à rupture qui semble liée à une anisotropie d'endommagement.

Cette étude cherche à mieux appréhender l'origine de l'anisotropie d'endommagement. De l'analyse bibliographique [7,8,9,10], il ressort que l'endommagement s'initie préférentiellement sur les précipités grossiers par décohérence d'interface précipité/matrice ou rupture des ces précipités formant ainsi des cavités. La rupture est ensuite induite par la croissance et la coalescence de ces cavités [11]. La contrainte locale pour la germination des cavités dépend de la taille, de l'orientation, de la tenue de l'interface et de la résistance à la rupture locale de précipités grossiers [12].

Afin de confirmer cette étude bibliographique, une attention particulière est portée sur la caractérisation des précipités grossiers et leur impact sur l'endommagement. Une quantification des précipités grossiers par analyse d'images est donc réalisée suivant trois directions d'observation. Nous nous intéresserons ensuite à l'origine de la germination des cavités au moyen d'essais de caractérisation par micro-indentation. Puis l'aspect croissance et coalescence des cavités, sera étudié au moyen d'essais de traction in-situ réalisés en Microscopie Electronique à Balayage (MEB).

Enfin, l'expertise des faciès de rupture, l'analyse post mortem par tomographie X et l'observation de coupes longitudinales polies des éprouvettes de traction ont permis de confirmer le mécanisme de d'endommagement anisotrope proposé.

2.2.2. Caractérisations microstructurales

Nous avons donc entrepris une caractérisation détaillée de la microstructure (grains et précipités grossiers) à partir d'observations métallographiques effectuées sur des échantillons polis suivant trois plans d'observation: Radial-Circonférentiel (R-C), Axial-Circonférentiel (A-C) et Axial-Radial (A-R). Dans un premier temps, une analyse qualitative a été effectuée par microscopie optique. L'observation des précipités a été pratiquée après le polissage avec une finition OPS et celle des grains à la suite d'une oxydation anodique [13].

Dans un second temps, une analyse quantitative des précipités a été réalisée par analyse d'images à partir d'images prises en MEB en mode électrons rétrodiffusés. Cette analyse permet d'obtenir les paramètres suivants :

- Fraction surfacique des particules
- Densité des particules
- Taille moyenne des particules

2.2.3. Caractérisations mécaniques

Traction

Des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques (4 mm de diamètre et 26 mm de longueur utile) suivant trois directions de sollicitation : axiale, circonférentielle et radiale. Les essais

ont été réalisés à la température ambiante, avec un asservissement en déplacement de traverse, correspondant à une vitesse de déformation de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Des mesures du coefficient de striction Z ont été effectuées afin de quantifier la ductilité réelle. Z est défini comme la variation relative de section.

Micro-indentation

Nous avons caractérisé les propriétés mécaniques des deux types de précipités qui ont une taille d'environ une dizaine de micromètres. La dureté Berkovich H , et le module de Young E , ont été déduits de l'analyse des courbes charge-déplacement ($P-h$) obtenues en micro-indentation comme proposé par [14]. La charge utilisée est de 2mN.

Traction sous MEB in-situ

Des essais de traction ont été réalisés sous MEB sur des éprouvettes plates polies. Afin de faciliter les observations, une double entaille circulaire avec un rayon de 2mm a été réalisée sur les éprouvettes de manière à localiser la déformation dans une zone réduite. L'essai mécanique est réalisé en contrôle de déplacement. Il est ainsi possible de suivre la cinétique des mécanismes de déformation et d'endommagement.

Un dépôt de microgrilles d'or a été déposé par micro-électro lithographie avec un pas de $2\mu\text{m}$. Le champ de déformations locales a pu être mesuré par corrélation d'images [15,16]. Une carte de déformations a ensuite été superposée à la microstructure de l'éprouvette sollicitée en sens axial. La zone observée est placée près de l'entaille.

Tomographie X

Des observations tridimensionnelles ont été réalisées par Tomographie X. Deux échantillons de $1\text{mm} \times 1\text{mm} \times 10\text{mm}$ ont été prélevés dans les éprouvettes de traction sollicitées en sens axial et circonférentiel. La résolution d'observation est de l'ordre du micromètre cube, ce qui a rendu possible l'observation microstructurale des cavités en trois dimensions au cœur de l'éprouvette [17]. En revanche, l'énergie du faisceau ne fut pas suffisante pour permettre d'imager les précipités grossiers.

3. Résultats

3.1. Résultats des essais de traction

Le Tableau 2 synthétise les valeurs des caractéristiques mécaniques déterminées à partir des courbes de traction représentées sur la Figure 2. Les courbes sont présentées en déformation et contrainte conventionnelles.

On remarque une faible dispersion des résultats pour une même direction de sollicitation, une légère anisotropie sur les valeurs de limite d'élasticité et de contrainte à rupture, et une anisotropie marquée de l'allongement total. Plus la limite d'élasticité et la résistance mécanique sont élevées, plus la ductilité est réduite. La ductilité est maximale en sens axial et minimale en sens circonférentiel.

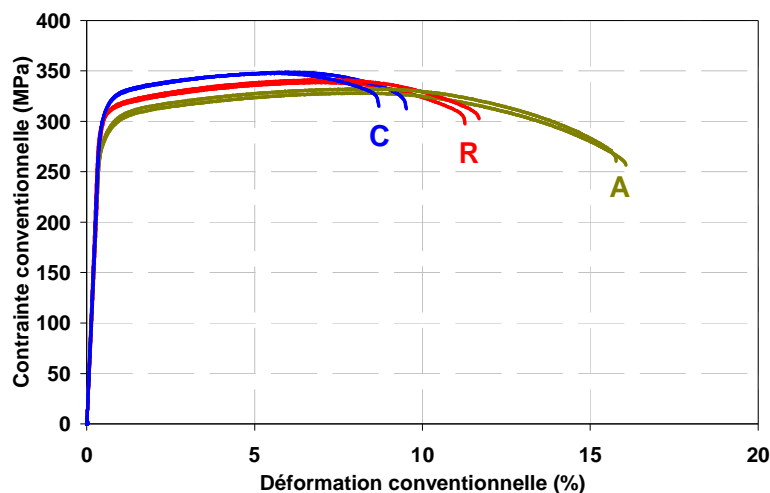


Figure 2. Courbe de traction contrainte-déformation conventionnelle en déplacement traverse à la température ambiante.

Sens	Rp _{0.2%} (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	At (%)
R	308	340	6.4	11.5
C	314	348	5.4	9.2
A	287	330	7.9	15.8

Tableau 2. Résultats de traction : Rp_{0.2%} (limite d'élasticité), Rm (contrainte maximale), Ag (allongement à la Rm), At (allongement total à la rupture).

Les valeurs du coefficient de striction sont présentées dans le Tableau 3. Ce coefficient est plus faible dans le sens de sollicitation circonférentiel et plus important dans le sens axial. Il s'avère que le coefficient de striction varie linéairement avec l'allongement total mesuré en traction confirmant ainsi le fait que l'anisotropie d'allongement mesurée en traction est essentiellement induite par une anisotropie d'endommagement.

Sens	dmax (mm)	dmin (mm)	At (%)	Z (%)
R	3.6	3.2	11.5	29.2
C	3.7	3.4	9.2	22.8
A	3.2	2.9	15.8	42.4

Tableau 3. Le coefficient de striction.

Afin de comprendre le (ou les) mécanisme(s) d'endommagement et l'origine de cette anisotropie d'endommagement, une étude microstructurale du matériau est présentée dans le paragraphe suivant.

3.2. Caractérisations microstructurales

Comme discuté dans le paragraphe bibliographique 2.2.1, il apparaît que la résistance à l'endommagement dépend directement de la nature, de la forme, de la répartition et de la fraction volumique des précipités. Nous focaliserons donc l'étude sur la caractérisation des précipités grossiers. La caractérisation microstructurale qualitative a été réalisée en microscopie optique et en MEB. A partir des observations en microscopie optique avec la finition OPS, on remarque un léger alignement des précipités (Figure 3a). Les grains sont allongés avec une localisation des précipités grossiers majoritairement intergranulaires (Figure 3b et c).

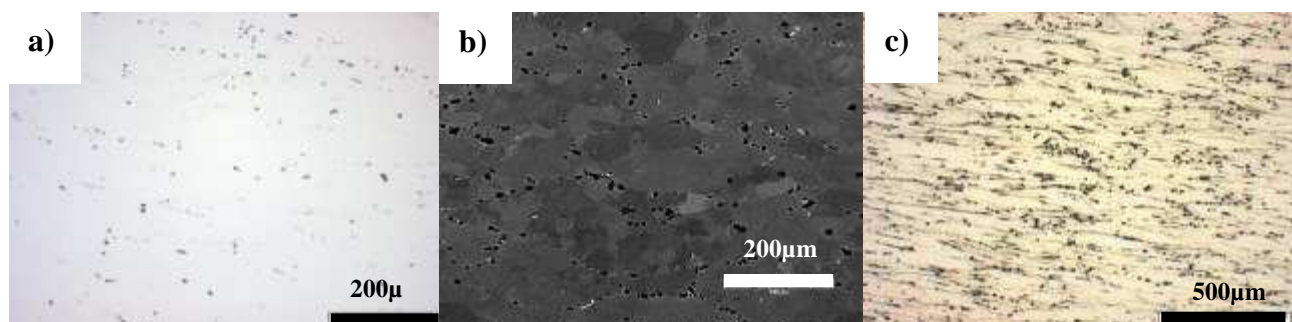


Figure 3. Observation de la microstructure dans le plan A-C : a) finition OPS ; b) MEB après polissage électrochimique ; c) oxydation anodique en lumière blanche.

Le matériau présente un alignement des précipités et un allongement des grains dans le plan radial, et le plan circonférentiel comme défini sur la Figure 4. Les grains sont fibrés suivant la direction axiale avec un facteur d'allongement plus important dans le plan radial que circonférentiel. Avant le forgeage les grains sont équiaxes et la répartition des précipités est isotrope (Figure 5). L'étape de forgeage modifie la forme du grain ce qui entraîne un changement de distance entre les premiers voisins des précipités du fait qu'ils sont répartis le long des joints de grains.

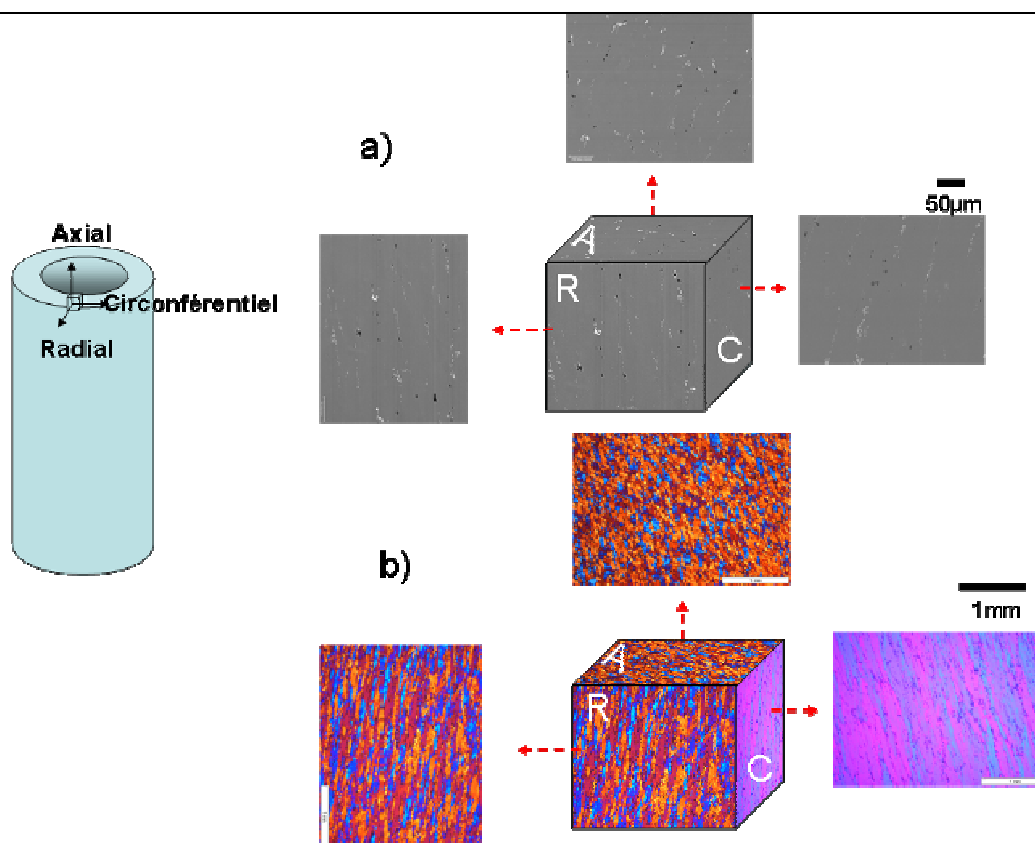


Figure 4. Microstructure du caisson cœur en alliage d'aluminium 6061-T6: a) observations MEB en mode électrons rétrodiffusés ; b) observations microscope optique après oxydation anodique avec lumière polarisée.

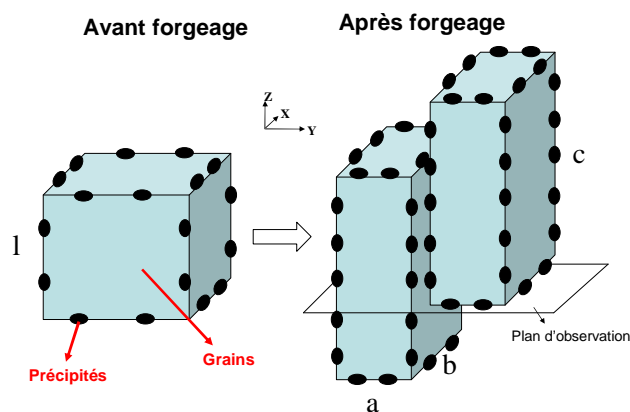


Figure 5. Schéma de la forme des grains et la répartition des précipités.

Une analyse quantitative des précipités a été faite suivant les trois plans d'observation. Le Tableau 4 donne les valeurs de fraction surfacique, de densité et de taille moyenne des précipités grossiers. Cette analyse a porté sur les précipités Mg_2Si et sur les intermétalliques au fer. Aucune anisotropie marquée n'a été observée sur les valeurs moyennes.

PLAN D'OBSERVATION	R-C		A-C		A-R		MOYENNE	
Précipités	Mg ₂ Si	IM_Fe	Mg ₂ Si	IM_Fe	Mg ₂ Si	IM_Fe	Mg ₂ Si	IM_Fe
Fraction surfacique(%)	0.3	0.7	0.5	0.8	0.3	0.5	0.4	0.7
Densité (10 ⁻⁴ /µm ²)	3.8	23.6	6.1	27.2	2.6	10.1	4.2	20.3
Taille moyenne (µm ²)	7.1	2.8	8.5	3.0	12.6	4.6	9.4	3.5

Tableau 4. Quantification des précipités grossiers (Mg_2Si et intermétalliques au fer) dans les trois plans d'observation.

Lors de la caractérisation morphologique de la microstructure, nous nous sommes principalement intéressés aux précipités grossiers (Mg_2Si et intermétalliques au fer). Il ressort de cette étude que l'anisotropie microstructurale est essentiellement une anisotropie de répartition de ces précipités. Afin de faire le lien entre le comportement et la microstructure, le comportement des différentes phases (matrice et précipités) a été étudié par micro-indentation

3.3. Micro-indentation

La dureté des précipités Mg_2Si grossiers est proche de celle de la matrice, de l'ordre de 2,5 GPa, les intermétalliques au fer présentent quant à eux une valeur nettement plus importante de l'ordre de 10,7 GPa (Tableau 5), signe d'une limite d'élasticité plus élevée. On note des différences importantes de module de Young entre la matrice et les deux types de précipités. Ces différences de propriétés et le fait que les précipités présentent un comportement élastique nous amènent à suspecter que les précipités grossiers sont des zones d'incompatibilité de déformation pouvant être à l'origine de l'endommagement. Cette supposition devra donc être étayer par la suite.

Propriétés mécaniques	Matrice Al	Mg_2Si	IM_Fe
Dureté (GPa)	2,4($\pm 0,4$)	2,5($\pm 0,9$)	10,7($\pm 5,9$)
Module d'Young (GPa)	70($\pm 9,4$)	32,8($\pm 17,7$)	113($\pm 24,4$)

Tableau 5. Valeurs moyennes de dureté et module d'Young de l'alliage aluminium 6061-T6 obtenues par micro-indentation.

3.4. Traction sous MEB in-situ

Des essais de traction MEB in-situ ont donc été menés afin de visualiser la séquence d'endommagement. L'endommagement s'initie précocement sur les précipités grossiers de Mg_2Si (décohésion de l'interface et rupture du précipité), l'endommagement initié par les intermétalliques au fer (rupture des intermétalliques) apparaît plus tardivement car ces intermétalliques présentent une dureté plus importante. La rupture intervient par croissance et coalescence des cavités formées sur les précipités (Figure 6).

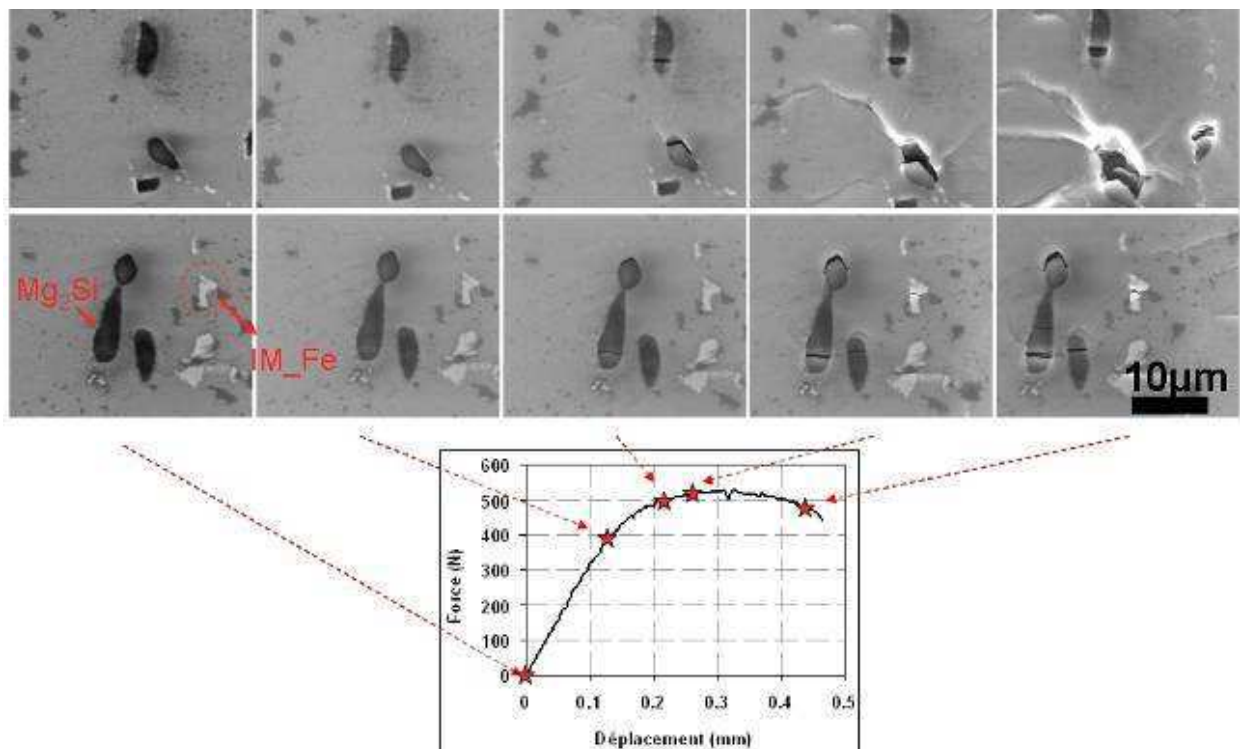


Figure 6. Séquence d'endommagement (traction sous MEB in-situ).

Le champ de déformation selon la direction de sollicitation, déterminé au moyen de technique de corrélation d'images est tracée sur la figure ci-dessous (Figure 7). Le champ de déformation et d'endommagement est fortement hétérogène. La déformation et l'endommagement sont localisés sur les

précipités grossiers. Des bandes de localisation orientées à 45° par rapport au sens de sollicitation relient les précipités grossiers.

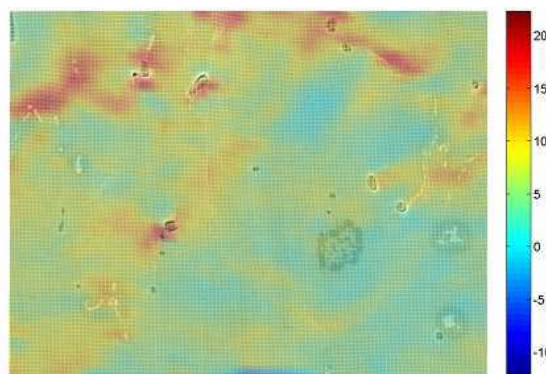


Figure 7. Champ de déformation locale obtenue par corrélation d'image, l'axe de traction est vertical, vraie déformation moyenne de 15%.

3.5. Expertise des éprouvettes de traction

Les faciès de rupture des éprouvettes sollicitées en traction sont présentés dans le Tableau 6. Les photographies sont prises en MEB en mode électron secondaire avec des grossissements de 25, 60 et 210. Le caractère ductile de la rupture est observé sur toutes les éprouvettes. On observe de nombreuses cupules de forte taille (10 à 30 μm), au fond desquelles se trouvent des précipités. Ces cupules sont reliées entre elles par des zones couvertes de cupules submicroniques. On observe, en dehors des zones riches en cupules, des zones lisses. Les faciès en sens axial présentent une "rugosité" plus forte qu'en sens radial et circonférentiel, avec la présence de cupules « encaissées » d'une taille d'environ 100 μm , dimension caractéristique des grains.

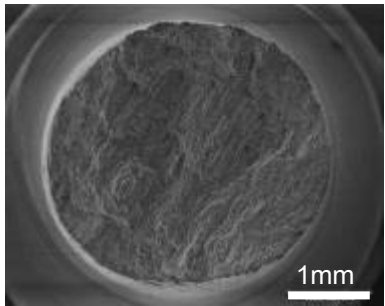
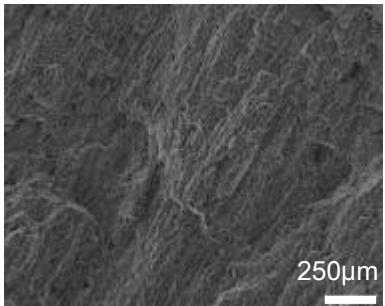
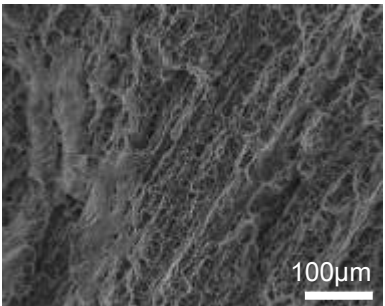
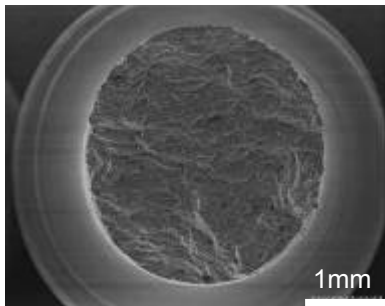
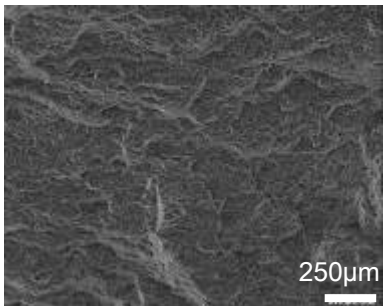
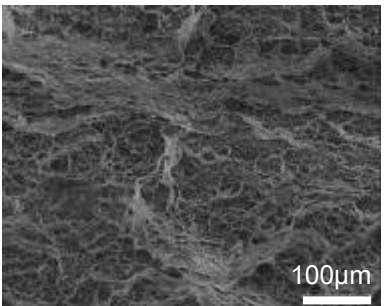
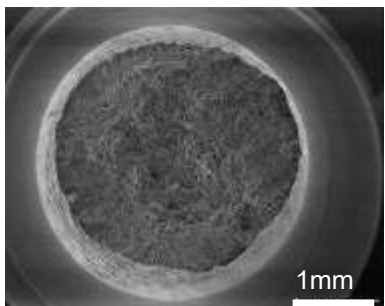
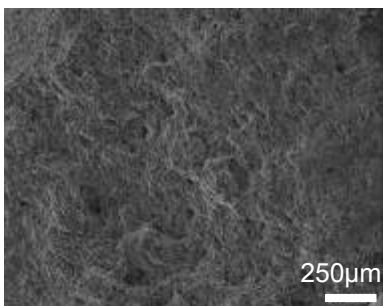
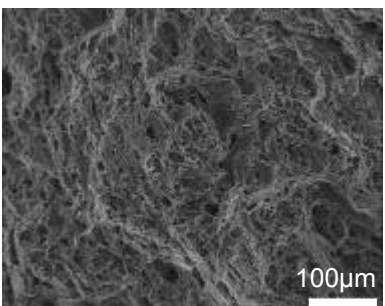
G	X 25	X 60	X 210
R			
C			
A			

Tableau 6. Faciès de rupture des éprouvettes de traction.

Afin de mettre en évidence l'endommagement volumique ainsi que l'anisotropie d'endommagement, des analyses ont été réalisées en tomographies X sur deux échantillons prélevés dans deux éprouvettes de traction après rupture : une dans le sens axial (Figure 8a) et une dans le sens circonférentiel (Figure 8b).

On constate un léger alignement suivant le sens axial pour l'éprouvette sollicitée en sens axial. En revanche, la direction privilégiée des cavités pour l'éprouvette sollicitée en sens circonférentiel est perpendiculaire au sens de sollicitation ce qui peut être lié à la répartition privilégiée des précipités au sein du matériau.

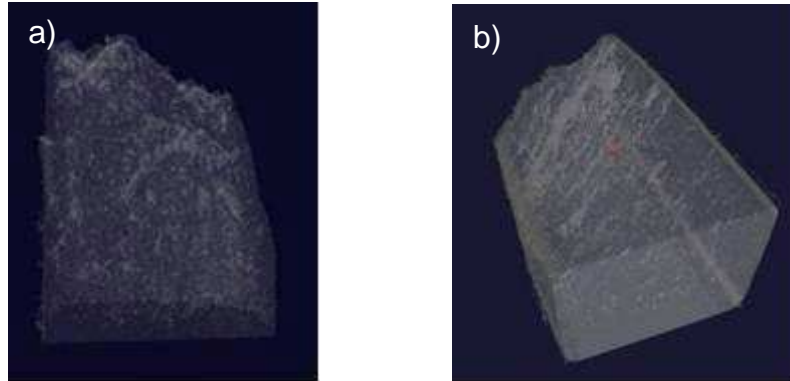


Figure 8. Rendus volumiques 3D. a) éprouvette sollicitée en sens axial ; b) éprouvette sollicitée en sens circonférentiel.

Les éprouvettes correspondantes aux essais de traction sollicitées en sens axial et circonférentiel ont été observées au MEB après découpe longitudinale de l'éprouvette (Figure 9). On retrouve le plus grand nombre de cavités autour du faciès de rupture. Nous constatons un alignement des cavités suivant la direction axiale et aucune direction privilégiée n'est constatée pour l'éprouvette sollicitée en sens circonférentiel. Cela peut être du à la sélection de la direction de découpe qui n'est pas parallèle au sens d'alignement observé sur la Figure 8b. On remarque que l'endommagement s'étale sur une zone plus étendue pour la sollicitation axiale (800µm) que circonférentielle (300µm).

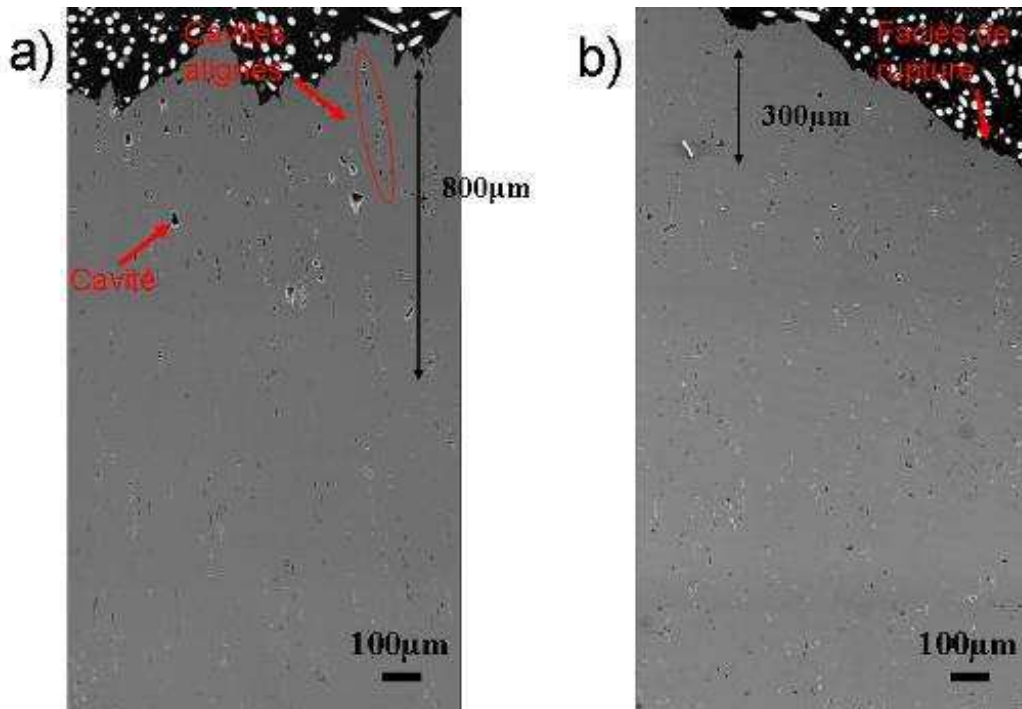


Figure 9. Observations des coupes longitudinales des éprouvettes de traction. a) sollicitation en sens axial ; b) sollicitation en sens circonférentiel.

4. Discussions

L'allongement à rupture mesuré en traction est fortement anisotrope (At de 9,2% en sens circonférentiel et de 15,8% en sens axial). Les observations en traction MEB in-situ confirment le rôle prépondérant de ces précipités intergranulaires vis-à-vis de l'hétérogénéité de déformation et des

mécanismes d'endommagement. Un scénario d'endommagement intégrant l'effet de la répartition des précipités et notamment leur alignement sur les joints de grains semble expliquer l'anisotropie d'endommagement observée en traction. Cette anisotropie d'alignement des précipités est induite par la mise en forme : les grains sont allongés dans la direction axiale, ainsi que les précipités. Le scénario d'endommagement retenu est tout à fait classique et se décompose en phase de germination, croissance et coalescence de cavités en relation avec les précipités.

La rupture de l'éprouvette intervient lorsqu'il y a percolation d'un chemin continu de cavités dans un plan perpendiculaire à la direction de sollicitation. Dans le cas d'une traction axiale (Figure 10a), les précipités les plus proches (entourés en rouge sur la figure) vont former les plages de cavités qui sont perpendiculaires au sens de sollicitation. La rupture est alors assez difficile du fait que la hauteur du grain est relativement grande : la rupture nécessite une étape de croissance importante. Dans le cas d'une traction circonférentielle (Figure 10b), les précipités les plus proches (entourés en rouge sur la figure) vont former des plages de cavités. La coalescence entre ces plages de cavités est plus aisée du fait que la hauteur entre plages, noté H , est faible. La rupture est donc plus facile dans le sens circonférentiel que dans le sens axial, ce qui est tout à fait cohérent avec les valeurs de ductilité mesurée en traction. Le cas c), correspondant à une traction en sens radial, est intermédiaire aux deux cas précédents.

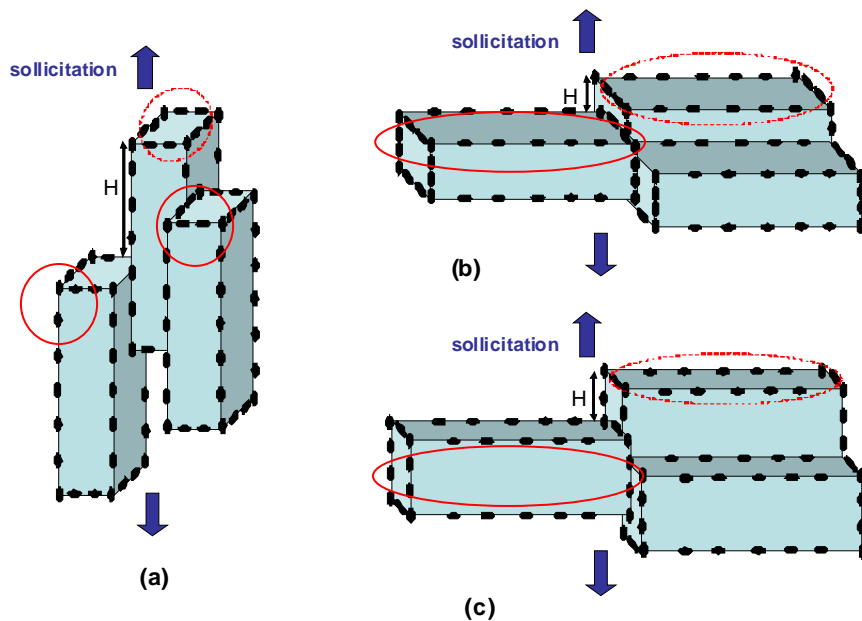


Figure 10. Scénario d'endommagement intégrant l'alignement des précipités. a) sollicitation en sens axial ; b) sollicitation en sens circonférentiel, c) sollicitation en sens radial.

Les observations des faciès de rupture des éprouvettes de traction ont confirmé ce scénario (Tableau 6). Les cupules sont plus encaissées dans le sens axial que dans le sens circonférentiel du fait que la coalescence est plus difficile pour la sollicitation axiale que circonférentielle (Figure 11). Cette anisotropie d'endommagement est également observée en tomographie X et en coupes longitudinales des éprouvettes de traction. L'anisotropie de coalescence justifie que l'endommagement s'étale sur une zone plus étendue pour la sollicitation axiale que circonférentielle (Figure 9).

L'ensemble des caractérisations microstructurale conforte le mécanisme de croissance isotrope et de coalescence anisotrope de l'endommagement proposé.

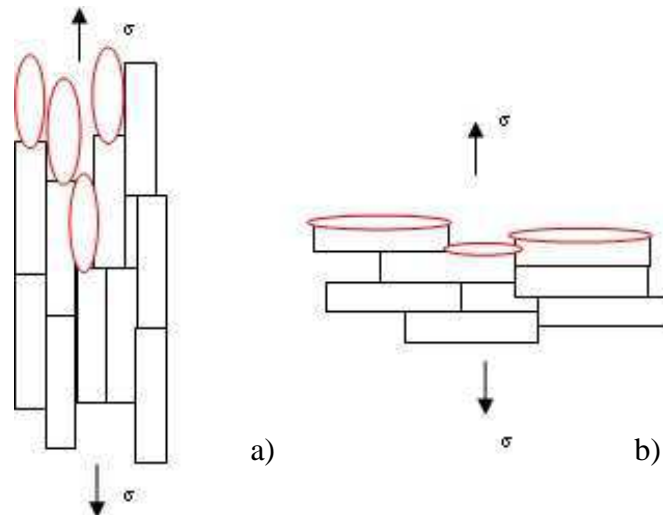


Figure 11. Explications des faciès de rupture des éprouvettes de traction. a) sollicitation en sens axial ; b) sollicitation en sens circonférentiel.

5. Conclusions

L'objectif de ce travail est de caractériser le comportement et l'endommagement du 6061-T6. Les observations métallographiques du matériau montrent un alignement préférentiel des précipités intergranulaires suivant la direction axiale. Le comportement en traction révèle une légère anisotropie sur la limite d'élasticité et la résistance mécanique et une anisotropie de ductilité plus marquée. Des essais de traction MEB in-situ ont été menés afin de visualiser la séquence d'endommagement. L'endommagement s'initie rapidement sur les précipités grossiers Mg_2Si et plus tardivement sur les intermétalliques au fer. La tomographie X révèle également des répartitions hétérogènes de cavités au sein des éprouvettes de traction. Un scénario d'endommagement de coalescence anisotrope basé sur la répartition des précipités semble expliquer l'anisotropie de comportement en traction.

Cette démarche micromécanique permet de cerner les paramètres physiques pertinents qui gouvernent les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 6061-T6. Elle permet également d'apporter les bases expérimentales d'une modélisation physique et prédictive du comportement et de l'endommagement de cet alliage. Cette modélisation est basée sur la croissance isotrope et la coalescence anisotrope de l'endommagement initié sur les précipités grossiers.

Références

- [1] H. Suzuki, M. Kanno, H. Saitoh, The effect of Zr or Cr addition on the recrystallisation behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloys, *Keikinzoku*, vol. 34, no11, pp. 630-636 (18 ref.), 1984.
- [2] N.C.W. Kuipers, J. Tirel, D.N. Hanlon, S. van der Zwaag, quantification of the evolution of the 3D intermetallic structure in a 6005A aluminium alloy during a homogenisation treatment, *Mater character* 2002;48:379-92.
- [3] M. Cabibbo, S. Spigarelli, E. Evangelista, a TEM investigation on the effect of semisolid forming on precipitation processes in an Al-Mg-Si alloy, *Materials Characterization*, 49 (2003) 193-202.
- [4] H.Y. Hunsicker, J.T. Staley, R.F. Ashton, P.R. Sperry, *Metallurgy of heat treatment and general principles of precipitation hardening*, Aluminium : Properties and physical metallurgy, pages 134-199, John E. Hatch, may 1984.
- [5] N.C.W. Kuipers, F.J. Vermolen, C. Vuik, P.T.G. Koenis, K.E. Nilsen, S. van der Zwaag, The dependence of the $\beta\text{-AlFeSi}$ to $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements, *Materials Science and Engineering A*, Volume 394, Issues 1-2, Pages 9-19, 15 March 2005.
- [6] D. Lassance, Thèse "Modeling of damage mechanisms in AlMgSi alloys – understanding the role of homogenization on the extrudability", Faculté des sciences appliquées, Université catholique de Louvain, Page 15-16, March 2006.
- [7] S. Zajac, B. Hutchinson, A. Johansson, L.O. Gullman, microstructure control and extrudability of Al-Mg-Si alloys microalloyed with manganese. *Mater Sci Technol* 1994;10:323-33.
- [8] H. Agarwal, A.M. Gokhale, S. Graham, M.F. Horstmeier, void growth in 6061 aluminium alloy under triaxial stress state, *Mater Sci Technol*, 2003;341(1-2):35-42.

- [9] H. Agarwal, A.M. Gokhale, S. Graham, M.F. Horstmeyer, quantitative characterization of three-dimensional damage evolution in a wrought Al-alloy under tension and compression, *Matall Mater Trans A* 2002;33A:2599-606.
- [10] H. Toda, T. Kobayashi, Damage behaviors of various coarse Al-Fe-Si particles in model wrought alloys, *Mater Sci Forum* 2003 ;426-432:393-8.
- [11] A. Pineau, Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels, In: François D et al., editors., *Advanced in fracture research*, ICF5, vol.2. Pergamon; 1981. pages 553.
- [12] D. Lassance, D. Fabrègue, F. Delannay, T. Pardoen, Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys, *materials science* 54 (2007) 62-129, page 68.
- [13] T. Zweg, Une méthode de préparation mécanique universelle des échantillons à bords aigus des alliages d'aluminium et leur attaque colorée subséquente, *Praktische Metallographie*, Vol. 38, No.2, 2001.
- [14] D.J. Shuman, A.L.M. Costa, M.S. Andrade, Calculating the elastic modulus from nanoindentation and microindentation reload curves, *Materials Characterization*, Volume 58, Issue 4, pages 380-389, Apr. 2007.
- [15] T. Bretheau, J. Crépin, P. Doumalin, M. Bornert. Microextensometry : a tool for the mechanics of materials. *Revue de metallurgie-Cahiers d'Informations Techniques*, 100(5):567-2003
- [16] L. Allais, M. Bornert, T. Bretheau, D. Caldemaison. *Acta Metall Mater* 1994;42:3865.
- [17] L. Babout, E. Maire, R. Fougères, Damage initiation in model metallic materials : X-ray tomography and modelling, *acta materialia*, volume 52, issue 8, pages 2475-2487, May 2004.